

УДК 621.745.55

ТЕРМІЧНА ВТОМА ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ**к.т.н., доц. Ямшинський М.М., к.т.н., доц. Федоров Г.Є.***Національний технічний університет України «КПІ ім. І. Сікорського»,**Інженерно – фізичний факультет, кафедра ЛВЧКМ*yamshinskiy@ukr.net

Руйнуванню від термічної втоми підлягають всі деталі, які працюють в умовах змінних температур. Тому термостійкість матеріалу є однією із основних характеристик, які визначають довговічність жаростійких деталей енергетичного та металургійного устаткування.

Термічна втома є складним явищем, що спричиняється одночасно впливом температур, циклічних напружін і деформацій. Авторами [1...3] встановлено, що структурні зміни під час циклічного навантаження на початку підвищують міцність і межу текучості сплаву, а також мікротвердість. Але після певної кількості циклів міцність, мікротвердість і модуль пружності знижується і зростає внутрішнє тертя. Така поведінка матеріалу свідчить про послаблення міжатомних зв'язків в кристалевій ґратці і про появу несучільностей. Такий стан металу називають «розпушуванням».

Пошкоджуваність сплавів та зміна його властивостей під час термічної втоми значною мірою ускладнюють кореляцію між термостійкістю і основними фізичними та механічними властивостями сплавів.

Відомо, що пошкоджуваність матеріалу під час термічної втоми полягає в розпушуванні матеріалу, у зв'язку з чим можна спостерігати зміну електричного опору. Фізична сутність оцінювання пошкоджуваності сплавів методом вимірювання електричного опору обумовлюється утвореними стійкими дефектами: коагульовані вакансії, субмікроскопічні пори, мікротріщини тощо та незворотними структурними змінами, що сприяє розпушуванню матеріалу, і як наслідок збільшує опір протіканню струму.

У зв'язку з цим оцінювання пошкоджуваності зразків на термостійкість можливе через вимірювання електричного опору зразків.

Мікро- та макротріщини, які розвиваються в зразку під час дослідження призводять до зміни електричного опору.

Загальну закономірність термічної втоми досліджували на сталі 40Х23Ю1Л, структура якої складається із фериту та карбідів і практично не змінюється під час нагрівання до 1000 °С. Механізм розвитку термічної втоми в цій сталі найбільш простий. Вплив фазових перетворень на швидкість термоусталосного руйнування вивчали на зразках на сталі 30Х23Л, яка в процесі нагрівання до 1000 °С має часткове $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення. Для вивчення впливу дисперсійних твердих часточок фаз округлої форми досліджували сталь 40Х23Ю1Л із вмістом РЗМ (0,2% за присадкою). Відомо, що РЗМ можуть утворювати складні оксиди і карбіди, які рівномірно розташовані в структурі литої сталі. Дисперсійно зміцненні сталі титаном 30Х23Ю3Т2Л також підлягали вивченню, оскільки карбіди титану мають гострокутну форму у великій кількості. Процес термічної втоми сталей з зміцненим твердим розчином досліджували на прикладі сталі 30Х24Н12СЛ. Багаточисленні спостереження за зміною структури дозволяють встановити, що процес руйнування зразків можна розподілити на декілька стадій, яким притаманні свої механізми розвитку пошкоджуваності.

Перша стадія термічної втоми уявляє собою область початкового деформаційного зміцнення. Сутність цього процесу полягає в тому, що деформація в структурі розподіляється нерівномірно. На початку деформуються ті зерна, в яких, внаслідок сприятливої орієнтації, розвиваються найбільші сколюючі напруження, в одній із систем ковзання. Деформація в режимі 400 \leftrightarrow 1000°С (на повітрі) відбувається за рахунок тонкого ковзання. Також при швидкому нагріванні до 1100 °С відбуваються швидкі процеси релаксації напружін.

Електричний опір на першій стадії різко знижується. Таке зниження можна характеризувати вірогідно із зменшенням в сталі концентрації точкових дефектів. Відомо [4], що петлі дислокацій, які утворені в процесі пластичної деформації слугують стоками для вакансій, які знаходять у литому стані, знижуючи їх кількість у твердому розчині.

Аналіз зразків вказує на те, що зразок із хромонікелевої сталі не має поверхневих дефектів у порівнянні із хромоалюмінієвими сталями але лінійний розмір зразка збільшився із 72 до 94 мм (30,5%), що і призведе до підвищення питомого електричного опору. Зразки із хромоалюмінієвої сталі не піддаються зміні лінійних розмірів внаслідок термоциклювання.

Таким чином, перша стадія термічної втоми характеризується вирівнюванням пластичної деформації окремих зерен сталі. Прямих ознак руйнування матеріалу на цій стадії не спостерігається. Але локалізація пластичної деформації на першій стадії в окремих зернах сталі утворює, ймовірно, передумови для більш раннього зародження в них перших дефектів термічної втоми, внаслідок вичерпання місцевого ресурсу пластичності сталі.

Таким чином, основні шляхи зниження нерівномірності розподілу пластичної деформації на початку термічного руйнування полягає у подрібненні зерен сталі та усунення різнозернистості, а також в забезпеченні стабільної рівноважної структури сталі під час нагрівання-охолодження.

Друга стадія термічної втоми.

Відомо [1, 5], що термічна втома металів та сплавів є результат спільного протікання в матеріалі, під впливом циклічних змінних температур та напружин, процесів зміцнення та знеміцнення матеріалу. Такий процес найбільше виражено на другій стадії дослідження.

Зміцнення на другій стадії від пластичної деформації менш інтенсивне, ніж на початку досліджень. Зміцнення на другій стадії відбувається за рахунок дислокаційних скупчень. В умовах дослідження за високих температур ефективність такого зміцнення, очевидно, не може бути високою, оскільки під час охолодження зразка з T_{\max} до T_{\min} петлі дислокацій частково розсмоктуються при наступному нагріванні до T_{\max} [6, 7]. рівень пластичності сталі на другій стадії може бути більш значним у випадку наявності в її структурі рівномірно розсіяних фаз з відмінними від металевої матриці пружними та теплофізичними властивостями (карбіди, оксиди, нітриди, карбонітриди), а також при розчиненні у фериті елементів із більшим атомним радіусом, які суттєво спотворюють кристалеву ґратку і тим самим збільшують щільність дислокацій в сталі.

Для подальшого розвитку деформації зовнішні напружини повинні бути збільшені, що і призведе до деякого зміцнення металу.

Одним із головних процесів, який контролює ступінь зміцнення-знеміцнення металу на другій стадії дослідження, ймовірно є швидкість зародження та дифузійна рухомість вакансій [8...10]. Під час дослідження на термостійкість в області високих температур участь вакансій може бути суттєвою. Різке охолодження від високих температур (1100 °C) фіксує у металі підвищену концентрацію вакансій, рівноважну за максимальної температури циклу дослідження.

Дослідження сталі 40X23Ю1Л на термостійкість вже на початку показали дрібні угруповання вакансій. Із збільшенням кількості числа циклів досліджень кількість і розміри вакансій них угруповань збільшуються. Деякі з них зростають швидше за інші, і утворюють всередині зерен субмікроскопічні та мікроскопічні пори. Оскільки коагуляція дефектів відбувається дифузійним шляхом, то пори розвиваються швидше на межах зерен, де дифузійні процеси здійснюються значно легше, ніж в об'ємі зерен [11, 12]. Коагульовані вакансійні угруповання розпушують метал, що сприяє зниженню межі текучості металу на другій стадії дослідження, але між цими скупченнями зміцнення металу може бути достатньо великим [11].

Електричний опір металу на другій стадії має майже не змінний характер. На прикінці другої стадії, починає підвищуватись.

Таким чином, основним механізмом термічної втоми литої сталі на другій стадії є міжзеренне ковзання, а також зародження, дифузія та коагуляція точкових дефектів.

Тривалість другої стадії, а відповідно, і загальна термостійкість сталі значною мірою залежить від сил міжатомних зв'язків в кристалевій ґратці.

Третя стадія термічної втоми. На початку третьої стадії виникають крупні пори на межі стику декількох зерен, тобто в місцях концентрації вакансій. При збільшенні розмірів такої пори більше 10...15 мкм [4, 11]. Стає можливе відривання друг від друга зерен з утворенням клиноподібних пор. Пору збільшується у розмірах, стає додатковим концентратором напружин і інтенсивно зростає. Таке явище вказує на те, що в матеріалі закінчився запас пластичності в окремих макроскопічних об'ємах.

Електричний опір починає стрибкоподібно підвищуватись. Швидкість накопичення пластичної деформації зростає за рахунок її локалізації в обмежених об'ємах дефектного металу.

Третя стадія термічної втоми обмежується таким ступенем деформації, при якому окремі крупні пори утворюють суцільну тріщину [4, 11].

Можна вважати, що швидкість проходження третьої стадії термічної втоми буде визначатись кількістю та розподілом мікропор, які утворилися на другій стадії.

Четверта стадія термічної втоми. Четверта стадія характеризується прогресуючим розвитком руйнування сталі шляхом злиття окремих клиноподібних тріщин та розривання металевих перешийків між двома сусідніми межами, які насичені порами. Тріщини, які утворилися будь-яким чином розвиваються, розміри збільшуються.

Повне руйнування зразка відбувається внаслідок злиття великих тріщин в одну велику тріщину, яка проходить через весь зразок або внаслідок втрати зразком механічної міцності. В деяких зразках спостерігається декілька зон руйнування, залежно від виникнутих меж концентрацій деформацій.

Таким чином, четверта стадія термічної втоми протікає внаслідок концентрації напружень та деформацій мікротріщинами термічної втоми.

Фазові перетворення в сталі під час нагрівання призводять до високої щільності дислокацій, які в процесі подальшого нагрівання зразка до 1100°C формують субзеренні межі. Ці межі є стоками для утворення нових структурних дефектів і сприяють їх коагуляції в розсіяні мікроскопічні пори. Таким чином можна вважати, що фазові перетворення суттєво знижують запас пластичності сталі при змінних температурах із-за підвищеної швидкості утворення дефектів і тим самим погано впливають на загальну термостійкість сталей.

Дисперсійно тверді вкраплини відрізняються від твердого розчину теплофізичними та пружними властивостями і є активним джерелом дислокацій але в той же час створюють перешкоду руху дислокацій і сприяють їх осадженню на своїх межах.

Точкові та лінійні дефекти, які генеруються в процесі другої стадії термічної втоми, внаслідок їх великої кількості поверхні розділу, зосереджуються більш рівномірно в структурі металу.

Розпушення меж зерен металу на другій стадії дослідження в таких зразках менше. Загальною причиною покращання деформаційної здатності сталі є зміцнення титаном, внаслідок більш рівномірного зосередження деформації в структурі металу, що призведе до зменшення кількості дефектів, які утворюються в результаті ковзання зерен. Такий механізм впливу титану в своїх роботах описав Конрад Г. [13, 14].

На термостійкість литих сталей великий вплив сприяють дефекти металургійного та технологічного походження. До таких дефектів можна віднести великі неметалеві вкраплини, мікро тріщини, усадкова пористість.

Встановлено, що дефекти в сталі знижують термостійкість за рахунок зниження міцності, а особливо пластичності. Наявність в сталі великих неметалевих вкраплин призведе до руйнування зразків за малому ступеню деформації. Сталь, яка вміщувала 0,4% РЗМ за розрахунком витримала 35 циклів до руйнування, а така ж сама сталь без дефектів витримала 70...75 циклів.

Ще більше зниження термостійкості спостерігали в тому випадку коли в зразках спостерігали скупчення неметалевих вкраплин, які орієнтовані у вигляді ланцюгів. В

структурі зразків утворюється сітка тріщин, яка проходить через неметалеві вкраплини. Пластичність та термостійкість таких зразків знижується (сталь із вмістом алюмінію 1% з якісною структурою витримує 55...58 циклів, а з кількістю алюмінію 2...3% та великою кількістю неметалевих вкраплин 26...32 циклів).

Найбільш несприятливу дію справляють мікроусадкові пори, які виникають під час виготовлення виливків внаслідок неправильного живлення виливків. Такі пори сприяють розвитку тріщин. Але несприятлива дія пор набагато більша, оскільки являють собою готові дефекти руйнування. Зразки всіх досліджуваних сталей із мікроусадковими порами руйнувались після 15...20 циклів дослідження на термостійкість.

Таким чином, за наявності в сталі дефектів металургійного та технологічного походження вони сприяють на термостійкість домінуючий вплив. Одним із заходів підвищення термостійкості сталей є глибоке розкиснення перед випусканням та правильно розроблена технологія живлення виливків.

ЛІТЕРАТУРА

1. Баландин Ю.Ф. Термическая усталость металлов. – Л.: Судостроение, 1965. – 272 с.
2. Владимиров И.А. Термостойкость жаропрочных сплавов. – М.: Оборонгиз, 1962. – 137 с.
3. Иванова В.С. Усталостное разрушение металлов. – М.: Металлургиздат, 1963. – 258 с.
4. Лютый В.А. Хромоалюминиевая сталь для отливок, работающих при переменных температурах до 1200°C. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – К.: КПИ, 1969. – 320 с.
5. Писаренко Г.С., Можаровский Н.С. Уравнения и краевые задачи теории пластичности и ползучести. – К.: Наукова думка, 1981. – 496 с.
6. Можаровский Н.С. О параметрах теплового режима, жесткости нагружения и их влиянии на возникновение первичных и вторичных пластических деформаций при циклическом тепловом нагружении металла / М. С. Можаровский // Термопрочность материалов и конструктивных элементов: сб. науч. труд. / ИПП АН УССР. – К.: Наук. думка, 1965. – Вып.3. – С. 256...260.
7. Писаренко Г.С., Можаровский Н.С. Уравнения и краевые задачи теории пластичности и ползучести. К.: Наукова думка, 1981. – 496 с., Серенсен С. В., Дульнев Р. А., Бычков Н. А. К оценке сопротивления разрушению при термической усталости // Проблемы прочности, 1969. – №1. – С. 12...19.
8. Кулик М.С. Результаты дослідження термоциклічної довговічності жароміцних матеріалів газотурбінних двигунів / М.С. Кулик, О.Г. Кучер, М.О. Ковешніков, С.С. Дубровський, Я.А. Петрук // Наукоємні технології. К.: НАУ-друк, 2010. – № 4. – С. 5...13.
9. Мэнсон С. Температурные напряжения и малоцикловая усталость. М.: Машиностроение, 1974. – 344 с.
10. Биргер И.А. Термопрочность деталей машин. Теория. Экспериментальные исследования / И.А. Биргер, Б.Ф. Шорр, И.В. Демьянушко и др. М.: Машиностроение, 1975. – 455 с.
11. Шьюмон П., Диффузия в твердых телах, пер. с англ., М.: Металлургия. 1966. – 195 с
12. Гецов Л.Б. Ползучесть и длительная прочность металлических материалов / Л.Б. Гецов. М.: Машиностроение, 2005. – 52 с.
13. Конрад Г. Механические свойства материалов при повышенных температурах М.: Металлургиздат, 1965. – 252 с.,
14. Лухвич А.А. Влияние дефектов на электрические свойства металлов Минск: Наука и техника, 1976. – 104 с.